

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-017357

(43)Date of publication of application : 18.01.2000

(51)Int.Cl. C22C 9/01
C22C 1/00
C22C 9/05

(21)Application number : 10-181268

(71)Applicant : ISHIDA KIYOHITO
ISHII YOSHIOCHI

(22)Date of filing : 26.06.1998

(72)Inventor : ISHIDA KIYOHITO
KAINUMA RYOSUKE

(54) FUNCTIONALLY GRADIENT ALLOY AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce an inexpensive functionally gradient alloy having excellent workability and to provide a method for producing it.

SOLUTION: This alloy has a compsn. composed of, by weight, 3 to 10% Al, 5 to 20% Mn, and the balance Cu with inevitable impurities, and the space between a primary part substantially composed of β single phases and a secondary part substantially composed of α phases and whistler phases is provided with a third part whose crystal structure continuously or stepwise changes. This functionally gradient alloy is produced by forming a copper alloy having the above compsn., thereafter holding it at $\geq 500^{\circ}$ C, subsequently executing rapid cooling and next subjecting it to aging treatment using a heating device having a temp. gradient.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 10.08.1999

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3344946

[Date of registration] 30.08.2002

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-17357

(P2000-17357A)

(43) 公開日 平成12年1月18日 (2000.1.18)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード (参考)
C 2 2 C	9/01	C 2 2 C	9/01
	1/00		1/00
	9/05		9/05

審査請求 有 請求項の数 9 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願平10-181268

(22) 出願日 平成10年6月26日 (1998.6.26)

(71) 出願人 591149229

石田 清仁

宮城県仙台市青葉区上杉3丁目5番20号

(71) 出願人 596055420

石井 芳一

東京都保谷市新町5-1-1

(72) 発明者 石田 清仁

宮城県仙台市青葉区上杉3丁目5番20号

(72) 発明者 貝沼 亮介

宮城県名取市手倉田字堰根172-15

(74) 代理人 100080012

弁理士 高石 橋馬

(54) 【発明の名称】 傾斜機能合金及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 優れた加工性を有する低廉な傾斜機能合金、及びその製造方法を提供する。

【解決手段】 3～10重量%のAlと、5～20重量%のMnと、残部Cu及び不可避不純物とからなる組成を有し、実質的にβ単相からなる第一部分と実質的にα相及びホイスラー相の二相からなる第二部分との間に、結晶構造が連続的又は段階的に変化する第三部分を有する。本発明の傾斜機能合金は上記組成の銅合金を成形後、500℃以上の温度で保持した後急冷し、次いで温度勾配を有する加熱装置を用いて時効処理して製造される。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 3～10重量%のAlと、5～20重量%のMnと、残部Cu及び不可避不純物とからなる組成を有し、実質的にβ単層からなる第一部分と、実質的にα相及びホイスラー相からなる第二部分との間に結晶構造が連続的又は段階的に変化する第三部分を有することを特徴とする傾斜機能合金。

【請求項2】 請求項1に記載の傾斜機能合金において、さらにNi、Co、Fe、Ti、V、Cr、Si、Nb、Mo、W、Sn、Mg、P、Zr、Zn、B及びミッシュメタルからなる群より選ばれた1種以上を合計で0.001～10重量%含有することを特徴とする傾斜機能合金。

【請求項3】 請求項1又は2に記載の傾斜機能合金において、実質的にβ単相からなる結晶構造を有する銅合金を、前記第一部分の加熱温度を250℃未満とし、前記第二部分の加熱温度を250～350℃とし、前記第三部分に前記第一部分の加熱温度から前記第二部分の加熱温度まで連続的又は段階的に変化する温度勾配を設けて、時効処理することにより得られることを特徴とする傾斜機能合金。

【請求項4】 請求項1～3のいずれかに記載の傾斜機能合金において、前記第一部分の硬さは350HV以下であり、前記第二部分の硬さは前記第一部分の硬さより20HV以上高く、前記第三部分の硬さは前記第一部分の硬さから前記第二部分の硬さまで連続的又は段階的に変化していることを特徴とする傾斜機能合金。

【請求項5】 請求項1～4のいずれかに記載の傾斜機能合金において、前記第一部分の降伏応力は400MPa以下であり、前記第二部分の降伏応力は前記第一部分の降伏応力より50MPa以上高く、前記第三部分の降伏応力は前記第一部分の降伏応力から前記第二部分の降伏応力まで連続的又は段階的に変化していることを特徴とする傾斜機能合金。

【請求項6】 請求項1～5のいずれかに記載の傾斜機能合金において、前記第一部分の形状回復率は80%以上であり、前記第二部分の形状回復率は15%以下であり、前記第三部分の形状回復率は前記第一部分の形状回復率から前記第二部分の形状回復率まで連続的又は段階的に変化していることを特徴とする傾斜機能合金。

【請求項7】 実質的にβ単層からなる第一部分と、実質的にα相及びホイスラー相からなる第二部分との間に結晶構造が連続的又は段階的に変化する第三部分を有する傾斜機能合金を製造する方法であって、

(a) 3～10重量%のAlと、5～20重量%のMnと、残部Cu及び不可避不純物とからなる組成を有する銅合金を所望の形状に成形し、

(b) 500℃以上の温度で保持した後急冷して、結晶構造を実質的にβ単相にし、

(c) 温度勾配を有する加熱装置を用い、前記第1部分の

加熱温度を250℃未満とし、前記第二部分の加熱温度を250～350℃とし、かつ前記第三部分に前記第一部分の加熱温度から前記第二部分の加熱温度まで連続的又は段階的に変化する温度勾配をもうけて、時効処理することを特徴とする傾斜機能合金の製造方法。

【請求項8】 請求項7に記載の傾斜機能合金の製造方法において、前記銅合金はさらにNi、Co、Fe、Ti、V、Cr、Si、Nb、Mo、W、Sn、Mg、P、Zr、Zn、B及びミッシュメタルからなる群から選ばれた1種以上を合計で0.001～10重量%含有することを特徴とする傾斜機能合金の製造方法。

【請求項9】 請求項7又は8に記載の傾斜機能合金の製造方法において、前記時効処理の時間を1分以上とすることを特徴とする傾斜機能合金の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は傾斜機能合金及びその製造方法に関し、特に組成及び径が均一な銅系合金成形体に硬さ、弾性伸び等の特性を連続的又は段階的に変化させることができる傾斜機能合金及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】傾斜機能材料とは、切削等の機械加工やエッチング等の化学処理により寸法に傾斜を付与しなくても、硬さ、弾性、熱伝導度、導電率等の機能特性が連続的又は段階的に変化した（傾斜した）材料である。現在まで開発された傾斜機能材料として、SiC/C系、ZrO/W系、TiC/Ni系、ZrO/Ni系等があるが、それらのほとんどは二成分系の組成比を徐々に変化させたものである。

【0003】二成分の組成比を徐々に変化させた従来の傾斜機能材料は、それぞれの成分の粉末を用いて、配合比が異なる複数の混合粉末を用意し、それらを順番に積層して成形し、焼結する方法で製造されている。例えば、特開平5-278158号はWとMoの粉末を積層して焼結してなる金属-金属傾斜機能材料を開示している。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】しかし、このような方法で製造された傾斜機能材料では、圧延、引抜きによる成形ができず、切削でしか成形できないため、製造コストが高い上、複雑な形状に成形できない問題がある。従って、従来の傾斜機能材料はおもに宇宙産業、原子力発電等の付加価値の高い分野で利用されており、低コストで製造でき、簡単に成形できる傾斜機能材料が強く望まれているのが現状である。

【0005】本発明の目的は、これらの問題を解決し、優れた加工性を持つ低廉な傾斜機能合金、及びその製造方法を提供することである。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者らはβ単相構造のCu-Al-Mn系形状記憶合金について先に提案し

たが(特開平7-62472号)、この β 単相構造のCu-A1-Mn基銅合金を部分的に特定の温度で加熱したり、加熱温度に勾配を設けると、結晶構造が部分的に異なり、機能特性が大きく変化することを発見し、本発明を完成した。

【0007】すなわち、本発明の傾斜機能合金は、3～10重量%のA1と、5～20重量%のMnと、残部Cu及び不可避不純物とからなる組成を有し、実質的に β 単層からなる第一部分と、実質的に α 相とホイスラー相からなる第二部分との間に結晶構造が連続的又は段階的に変化する第三部分を有することを特徴とする。

【0008】本発明の傾斜機能合金はさらにNi、Co、Fe、Ti、V、Cr、Si、Nb、Mo、W、Sn、Mg、P、Zr、Zn、B及びミッシュメタルからなる群から選択される1種又は2種以上を総計で0.001～10重量%含有することができる。

【0009】また上記傾斜機能合金を製造する本発明の方法は、(a)上記組成を有する銅合金を所望の形状に成形し、(b)500℃以上の温度で保持した後急冷して、結晶構造を実質的に β 単相にし、(c)温度勾配を有する加熱装置を用い、前記第1部分の加熱温度を250℃未満とし、前記第二部分の加熱温度を250～350℃とし、かつ前記第三部分に前記第一部分の加熱温度から前記第二部分の加熱温度まで連続的又は段階的に変化する温度勾配を設けて、時効処理することを特徴とする。

【0010】

【発明の実施の形態】(1) 傾斜機能合金の組成

本発明の傾斜機能合金は、3～10重量%のA1、及び5～20重量%のMnを含有し、残部Cuと不可避の不純物からなる。この合金は高温で β (bcc構造)単相を有するが、低温でマルテンサイト(無拡散)変態が生じる。具体的には、 β 単相の組織は300℃前後の加熱処理で α 相(fcc構造)とホイスラー相(規則bcc構造)の二相組織に変化する。

【0011】A1元素の含有量が3重量%未満では、 β 単相を形成できず、また10重量%を超えると極めて脆くなる。A1元素の含有量はMn元素の組成によって変化するが、好ましいA1元素の含有量は6～10重量%である。

【0012】Mn元素を含有することにより、 β 相の存在範囲が低A1側へ広がり、冷間加工性が著しく向上するので、成形加工が容易になる。Mn元素の添加量が5重量%未満では満足な加工性が得られず、かつ β 単相の領域を形成することができない。またMn元素の添加量が20重量%を超えると、十分な形状回復特性が得られない。好ましいMnの含有量は8～12重量%である。

【0013】上記組成のCu-A1-Mn合金は熱間加工性及び冷間加工性に富み、冷間で20%～90%又はそれ以上の加工率が可能である。従って、従来の傾斜機能材料では得ることの難しかった極細線、箔、パイプ等

に容易に成形加工することができる。

【0014】上記成分元素以外に、本発明の傾斜機能合金はさらに、Ni、Co、Fe、Ti、V、Cr、Si、Nb、Mo、W、Sn、Mg、P、Zr、Zn、B及びミッシュメタルからなる群より選ばれた1種又は2種以上を含有することができる。これらの元素は冷間加工性を維持したまま結晶粒を微細化して傾斜機能合金の強度を向上させる効果を発揮する。これらの添加元素の含有量は合計で0.001～10重量%であるのが好ましく、特に0.001～5重量%が好ましい。これら元素の含有量が10重量%を超えるとマルテンサイト変態温度が低下し、 β 単相組織が不安定になる。

【0015】Ni、Co、Fe、Snは基地組織の強化に有効な元素である。Ni、Feの好ましい含有量はそれぞれ0.001～3重量%である。CoはまたCoA1の形成により結晶粒を微細化するが、過剰になると合金の靱性を低下させる。Coの好ましい含有量は0.001～2重量%である。Snの好ましい含有量は0.001～1重量%である。

【0016】Tiは阻害元素であるN及びOと結合し酸窒化物を形成する。またBとの複合添加によってボライドを形成し、結晶粒を微細化し、形状回復率を向上させる。Tiの好ましい含有量は0.001～2重量%である。

【0017】V、Nb、Mo、Zrは硬さを高める効果を有し、耐摩耗性を向上させる。またこれらの元素はほとんど基地に固溶しないので、bcc結晶として析出し、結晶粒の微細化に有効である。V、Nb、Mo、Zrの好ましい含有量はそれぞれ0.001～1重量%である。

【0018】Crは耐摩耗性及び耐食性を維持するのに有効な元素である。Crの好ましい含有量は0.001～2重量%である。

【0019】Siは耐食性を向上させる効果を有する。Siの好ましい含有量は0.001～2重量%である。

【0020】Wは基地にほとんど固溶しないので、析出強化の効果がある。Wの好ましい含有量は0.001～1重量%である。

【0021】Mgは阻害元素であるN及びOを除去するとともに、阻害元素であるSを硫化物として固定し、熱間加工性や靱性の向上に効果があるが、多量の添加は粒界偏析を招き、脆化の原因となる。Mgの好ましい含有量は0.001～0.5重量%である。

【0022】Pは脱酸剤として作用し、靱性向上の効果を有する。Pの好ましい含有量は0.01～0.5重量%である。

【0023】Znは形状記憶処理温度を低下させる効果を有する。Znの好ましい含有量は0.001～5重量%である。

【0024】Bは結晶組織を微細化する効果がある。特にTi、Zrとの複合添加が好ましい。Bの好ましい含

有量は0.01~0.5 重量%である。

【0025】ミッシュメタルは結晶粒を微細化する効果を有する。ミッシュメタルの好ましい含有量は0.001 ~ 2重量%である。

【0026】(2) 傾斜機能合金の製造方法

(a) 銅合金の成形

上記組成の銅合金を溶解鋳造し、熱間圧延、冷間圧延、プレス等の成形加工法により所望の形状に成形する。本発明の組成を有する銅合金は熱間加工及び冷間加工性に富み、冷間で20%~90%又はそれ以上の加工率が可能であるので、従来の傾斜機能材料では得ることの難しかった極細線、箔、パイプ等に容易に成形することができる。

【0027】熱間加工において、銅合金が8~10重量%のA1を含有する場合、熱間加工後の平均冷却速度を200℃/分以下にすることにより、加工性に富む $\alpha + \beta$ の2相組織にすることが可能となる。特に800~400℃の温度範囲においてこの冷却速度で冷やすのが望ましい。上記冷却速度より速い冷却速度では、 β 単相となり $\alpha + \beta$ の2相組織の加工性より劣る場合がある。また3~8重量%のA1を含有する銅合金の場合、熱間加工後の組織は β 単相であっても差し支えなく、熱間加工後の冷却速度に関する限定はない。

【0028】(b) 加熱処理（溶体化処理）

次に500℃以上、好ましくは600~800℃の温度で加熱し、結晶組織を β 単相に変態させる。加熱処理後50℃/秒以上の速度で急冷して、 β 単相状態を凍結させる。急冷は水などの冷媒に入れるか、強制空冷によって行うことができる。冷却速度が50℃/秒未満であると、 α 相の析出が生じてしまうので、 β 単相の結晶構造を維持できなくなり、機能の傾斜度が小さくなる。好ましい冷却速度は200℃/秒以上である。

【0029】(c) 時効処理

本発明では、結晶構造を β 単相に維持する部位（第一部分）の時効処理を250℃未満の温度で行い、結晶構造を α 相とホイスラー相の二相組織に変態させる部位（第二部分）の時効処理を250~350℃の温度で行う。第一部分と第二部分の間に位置する第三部分は前記第一部分の加熱温度から第二部分の加熱温度まで連続的又は段階的に変化する温度勾配（温度分布）で時効処理を行う。

【0030】上記条件を満たすために、時効処理は温度勾配を有する加熱装置で行うのが好ましい。図1には温度勾配を有する加熱装置の一例を示す。加熱装置1は棒状傾斜機能合金を時効処理するものであり、炉心管2と、炉心管2に巻きつくニクロム線3と、断熱材4と、複数の温度センサ51、52、・・・及び前記温度センサとニクロム線に接続した電源、温度制御装置6からなる。この例では、ニクロム線3の巻く密度により炉内の温度勾配を形成する。傾斜機能合金棒7の一端71を β 単相の第一

部分にする場合、端71の位置する炉心管2の端21におけるニクロム線密度を低くし、他端72を α 相とホイスラー相との二相からなる第二部分にする場合、端72の位置する炉心管2の端22におけるニクロム線密度を高くする。このようにして、炉内の温度勾配を形成し、かつ電源及び温度制御装置6により炉内の温度を制御する。

【0031】第一部分の加熱温度は250℃未満であり、好ましくは100~200℃である。第一部分の加熱温度が低く過ぎると、 β 相は不安定であり、室温で放置しておくマルテンサイト変態温度が変化する可能性がある。逆に加熱温度が250℃以上であると α 相の析出が起こり、第二部分との機能特性の差が小さい。

【0032】第二部分の加熱温度は250~350℃であり、好ましくは280~320℃である。第二部分の加熱温度が250℃未満であると、第二部分の結晶構造が α 相とホイスラー相の二相に十分に變態できず、第一部分との機能特性の差が小さい。また加熱温度が350℃を超えると、組織が粗大化し、降伏力や硬さ等の機能特性が低下する。

【0033】第一部分の加熱温度と第二部分の加熱温度の差は50℃以上であるのが好ましく、80℃以上が特に好ましい。第一部分の加熱温度と第二部分の加熱温度の差が50℃未満であると、両部分の機能特性の差が小さくなる。

【0034】時効処理時間は傾斜機能合金の組成により異なるが、1~300分間が好ましく、5~200分間が特に好ましい。時効処理時間が1分間未満では時効の効果を得られず、また時効処理時間が300分間を超えると、組織が粗大化してしまい、材料としての機械的特性が不十分になる。

【0035】(3) 傾斜機能合金の特性

(1) 結晶構造

本発明の傾斜機能合金は、実質的に β 単層からなる第一部分と、実質的に α 相とホイスラー相の二相からなる第二部分との間に結晶構造が連続的又は段階的に変化する第三部分を有する。

【0036】本発明において、「実質的に β 単層からなる」とは、結晶構造が β 相のみからなる場合だけでなく、少量の α 相及びホイスラー相、及び少量のTiB、ZrB、bcc相のV、Mo、Nb及びWや、NiAl、CoAl等の金属間化合物を含有する場合をも含む。 α 相及びホイスラー相の合計は5体積%以下であるのが好ましい。 α 相及びホイスラー相の合計が5体積%を超えると、第一部分の超弾性や形状回復性が著しく低下し、機能特性の傾斜が小さくなるので好ましくない。

【0037】一方、「結晶構造が実質的に α 相及びホイスラー相の二相からなる」とは、結晶構造が α 相及びホイスラー相のみからなる場合だけでなく、少量の β 相、及び少量のTiB、ZrB、bcc相のV、Mo、Nb及びW、NiAl、CoAl等の金属間化合物を含有す

る場合をも含む。β相の割合は10体積%以下であるのが好ましい。

【0038】また「結晶構造が連続的又は段階的に変化する」とは、組織中におけるβ相の占める割合と、α相及びホイスラー相の占める割合とが連続的又は段階的に変化することを意味する。時効処理によりβ相から徐々にα相及びホイスラー相が析出し、時効処理の温度が高いほど、また時効処理時間が長いほど、α相及びホイスラー相の析出量が増大する。第三部分における結晶構造の変化が連続的又は段階的のどちらにするかは、時効処理時の温度分布及び処理時間の設定により決定される。段階的な温度分布で時効処理を短時間で行えば、結晶構造は段階的に変化する。なお第三部分の結晶構造が連続的に変化している場合、第一部分と第三部分、及び第二部分と第三部分との境界が必ずしもはっきりしないが、第三部分における機能特性の変化は一般に急激で顕著であるため、機能特性の分布から上記三部分の判定を行うのは比較的容易である。

【0039】β単層からなる第一部分は特開平7-62472号に記載の通り、形状記憶特性を有し、かつ超弾性を有する。一方、第二部分は曲げにくい硬質な材料であり、第一部分と全く異なる機能特性を有する。第三部分において、第一部分の機能特性から第二部分の機能特性まで連続的又は段階的に変化している。なお第一部分と第二部分との間の距離、つまり第三部分の長さは任意に設定できるが、およそ2cm以上、特に1cm以上にするのが好ましい。2cm未満の距離内で時効温度の勾配を設けるのは困難である。いくつかの機能特性について、第一部分と第二部分との具体的な相違を以下詳細に説明する。

表1 傾斜機能合金の組成(単位:重量%)

試料No.	Cu	Al	Mn	その他
1	残部	8.1	9.7	
2	残部	8.7	10.6	
3	残部	8.7	10.8	Ti:0.1 B:0.05
4	残部	8.4	10.5	V:0.26
5	残部	7.6	9.7	V:0.45
6	残部	8.0	9.6	Ni:1.0
7	残部	8.1	9.7	Co:0.5
8	残部	8.0	9.5	Co:2.4

【0045】このように時効処理した線材の低温端及び高温端に対して、それぞれ以下の試験を行い、機能特性の測定を行った。

【0046】(1) 硬さ

マイクロビッカーズ硬度計を用いて、線材の低温端と高温端の硬さをそれぞれ測定した。測定結果を表2に示す。

【0047】(2) 形状回復率

線材を液体窒素中において直径25mmの丸棒に巻きつけ、液体窒素から取り出した後、曲がった曲率半径 R_0 を測定した。次に曲がった線材を200℃に加熱し、形

【0040】(2) 硬さ

硬さは合金組成により異なるが、第一部分の硬さを350Hv未満とし、第一部分と第二部分の硬さの差を20Hv以上とすることができる。

【0041】(3) 降伏応力

β単相からなる第一部分は超弾性を有し、その降伏応力(0.2%耐力)は合金組成により異なるが、400MPa未満である。第一部分と第二部分の降伏応力の差を50MPa以上とすることができる。

【0042】(4) 形状回復率

第一部分は優れた形状記憶性を有し、形状回復率は80%以上である。一方、第二部分の形状回復率は15%未満であり、形状記憶特性はほとんどない。第一部分と第二部分の形状回復率の差を70%以上とすることができる。

【0043】

【実施例】実施例1、比較例1

表1に示す試料No. 1~7(実施例1)及び試料No. 8(比較例1)の組成を有する銅合金を溶解し、平均140℃/分の冷却速度で凝固して、直径20mmのピレットを作製した後、中間焼鈍を行いながら冷間線引きをして、直径0.5mm、長さ200mmの線材を得た。得られた線材を900℃で15分熱処理した後、氷水中へ投入して急冷し、ついて図1に示す加熱装置により15分間時効処理を行い、傾斜機能合金からなる線材を得た。なお時効処理時における加熱装置の温度分布は、図2に示すように、低温側が140℃であり、高温側が300℃であった。

【0044】

状回復を起こさせた後、線材の曲率半径 R_1 を測定した。次式:

$$\text{形状回復率}(\%) = 100 \times (R_1 - R_0) / R_1$$

により形状回復率を計算した。形状回復率を表2に示す。

【0048】(3) 引張試験

JIS Z 2241に従って線材の引張試験を行い、引張強さ、破断伸び及び0.2%耐力を求めた。測定結果を表3に示す。

【0049】

表2 傾斜機能合金の硬さ及び形状回復率

試料No.	硬さ (Hv)		形状回復率 (%)	
	低温端	高温端	低温端	高温端
1	240	350	83	0
2	270	380	88	0
3	235	351	90	0
4	274	360	85	0
5	280	370	81	0
6	258	372	95	0
7	239	347	94	0
8	330	391	99	0

【0050】

表3 傾斜機能合金の引張試験の結果

試料No.	引張強さ (MPa)		破断伸び (%)		0.2 %耐力 (MPa)	
	低温端	高温端	低温端	高温端	低温端	高温端
1	432	1129	15.4	3.2	50	807
2	699	1074	17.2	3.3	310	774
3	639	728	15.7	3.2	315	544
4	749	1147	18.2	4.6	240	745
5	272	947	13.7	7.2	63	539
6	245	1032	18.2	2.7	212	783
7	529	894	17.3	3.6	237	717
8	594	650	2.4	0	370	破断

【0051】表2及び表3からわかるように、低温端と高温端の機能特性が大きく異なっている。例えば試料No.1では、低温端の降伏応力（0.2%耐力）が50MPaと極めて低いにもかかわらず、高温端では16倍以上の降伏応力を示している。一方、過剰にCoを添加した試料No.8（比較例1）では、析出するCoAlの影響で高温端の靱性が著しく阻害され、引張試験で破断した。

【0052】試料No.3の線材を10等分し、各区画の中間点での硬さを測定し、図2に合わせてプロットした。図2からわかるように、低温端から高温端へ時効温度の上昇に従って、硬さが連続的に増加している。特に時効温度が250℃前後では硬さの急激な変化が見られた。硬さの変化から判断して、低温端からおよそ7cmまでの結晶構造は実質的にβ単相であり、高温端からおよそ7cmまでは実質的にα相とホイスラー相の二相である。中間の6cmでは結晶構造が徐々に変化しているものと考えられる。

【0053】試料No.1の線材の低温端及び高温端のミクロ組織を光学顕微鏡で観察した。図3は低温端のミクロ組織の光学顕微鏡写真である。電子回折分析の結果、β単相であることが確認された。図4は高温端のミクロ組織の光学顕微鏡写真であり、α相とホイスラー相の二相組織であることを電子回折により確認した。X線回折により試料No.1の線材の組織を測定した結果、低温端でのβ相の割合は100体積%で、α相及びホイスラー相の割合は0体積%であった。一方、高温端でのβ相の割合は0体積%で、α相の割合は65体積%で、ホイスラー

相の割合は35体積%であった。

【0054】実施例2

表1に示す試料No.2及び3の組成を有する銅合金を実施例1と同じ方法で直径0.5mmの線材に成形し、実施例1と同じ条件で急冷した後、それぞれ150、200、250、300、350、400℃の温度で15分間の時効処理を行った。得られた銅合金の硬さを実施例1と同じ方法で測定し、図5にプロットした。

【0055】図5からわかるように、時効温度が250℃以上であると、銅合金の硬さが急激に高くなった。しかし時効温度が350℃を超えると、逆に硬さが著しく低下した。

【0056】実施例3

表1に示す試料No.5及び6の組成を有する銅合金を実施例1と同じ方法で直径0.5mmに成形し、実施例1と同じ条件で急冷した後、300℃でそれぞれ5、15、60、200、700、4500、10000分間の時効処理を行った。得られた銅合金の硬さを実施例1と同じ方法で測定し、図6にプロットした。

【0057】図6からわかるように、Vを添加した試料No.5及びNiを添加した試料No.6では、時効時間が5～700分間の範囲で最高の硬さを示す。

【0058】

【発明の効果】以上詳述した通り、本発明の傾斜機能合金は実質的にβ単相構造からなる銅合金を特定の温度勾配を有する加熱装置で時効処理することにより得られたもので、切削等の機械加工やエッチング等の化学処理に

より寸法に傾斜を付けなくても、形状記憶性、超弾性、強度等の機能が顕著に傾斜している。本発明の傾斜機能合金は簡単に製造できると同時に、加工性に優れているため、多様な形状に安価に形成することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 温度勾配を有する加熱装置の一例を示す模式図である。

【図2】 実施例1の試料No. 3の傾斜機能合金線材の硬さ分布及び時効処理の温度分布を示すグラフである。

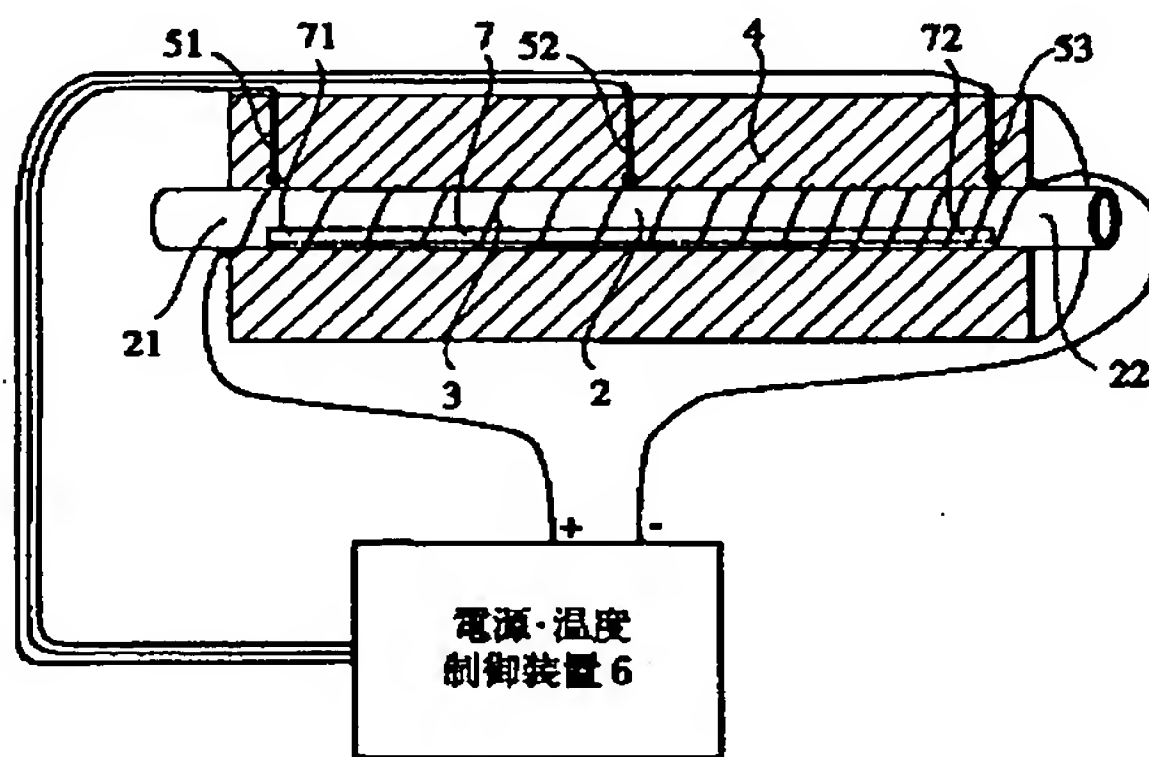
【図3】 実施例1の試料No. 1の傾斜機能合金線材の低温端のミクロ組織を示す光学顕微鏡写真である。

【図4】 実施例1の試料No. 1の傾斜機能合金線材の高温端のミクロ組織を示す光学顕微鏡写真である。

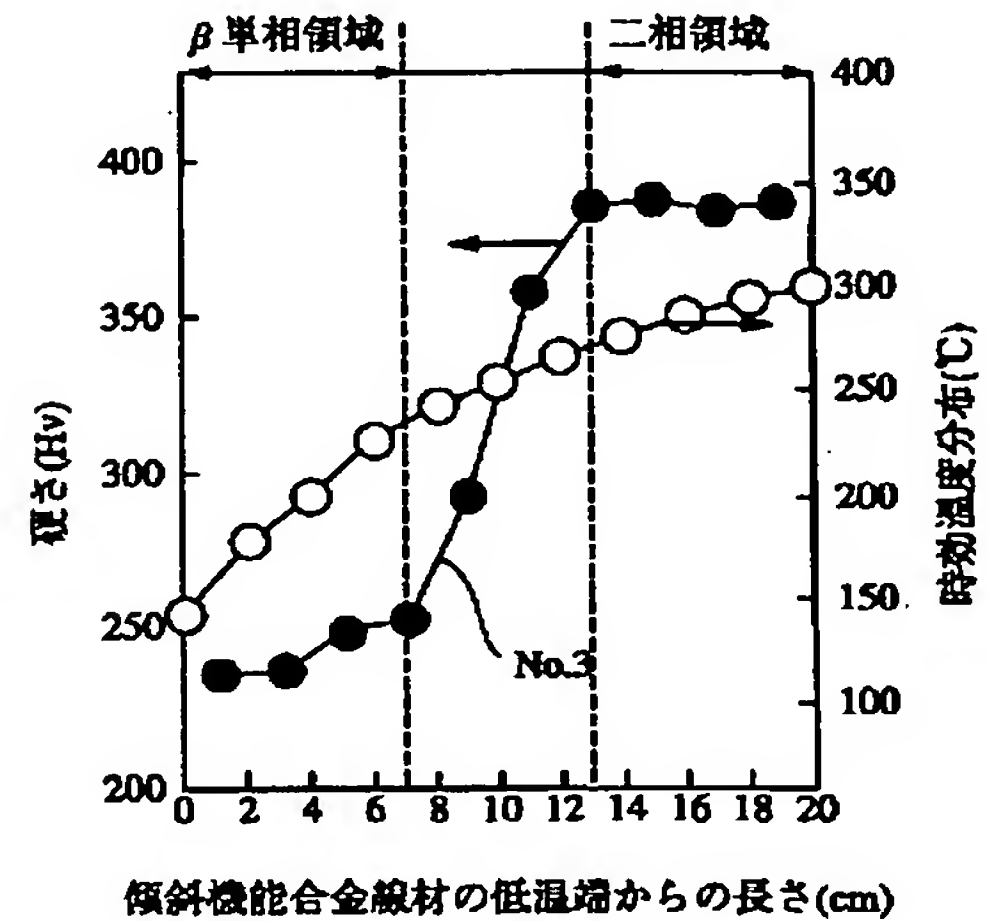
【図5】 実施例2における時効処理温度と硬さの関係を示すグラフである。

【図6】 実施例3における時効処理時間と硬さの関係を示すグラフである。

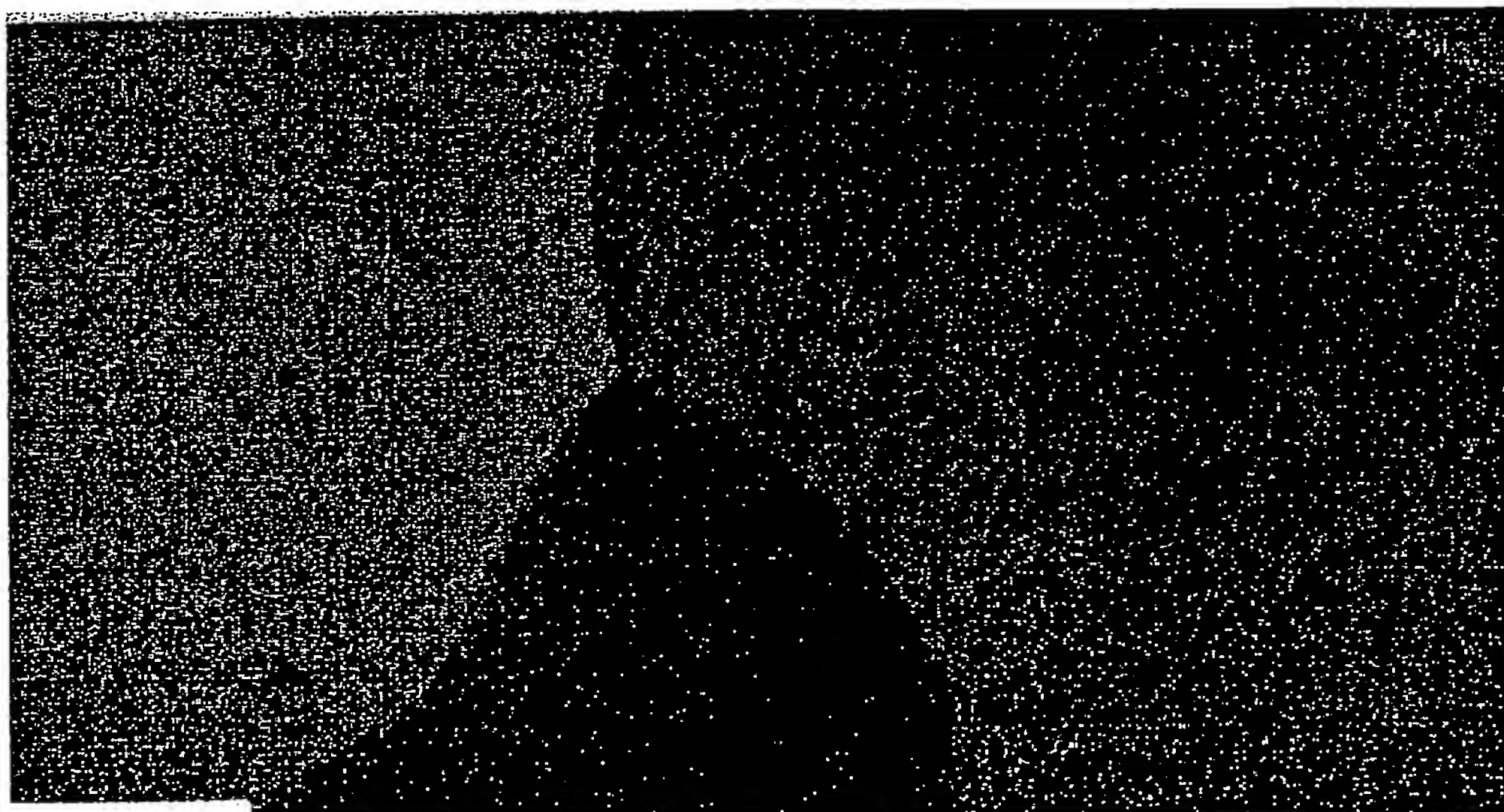
【図1】



【図2】



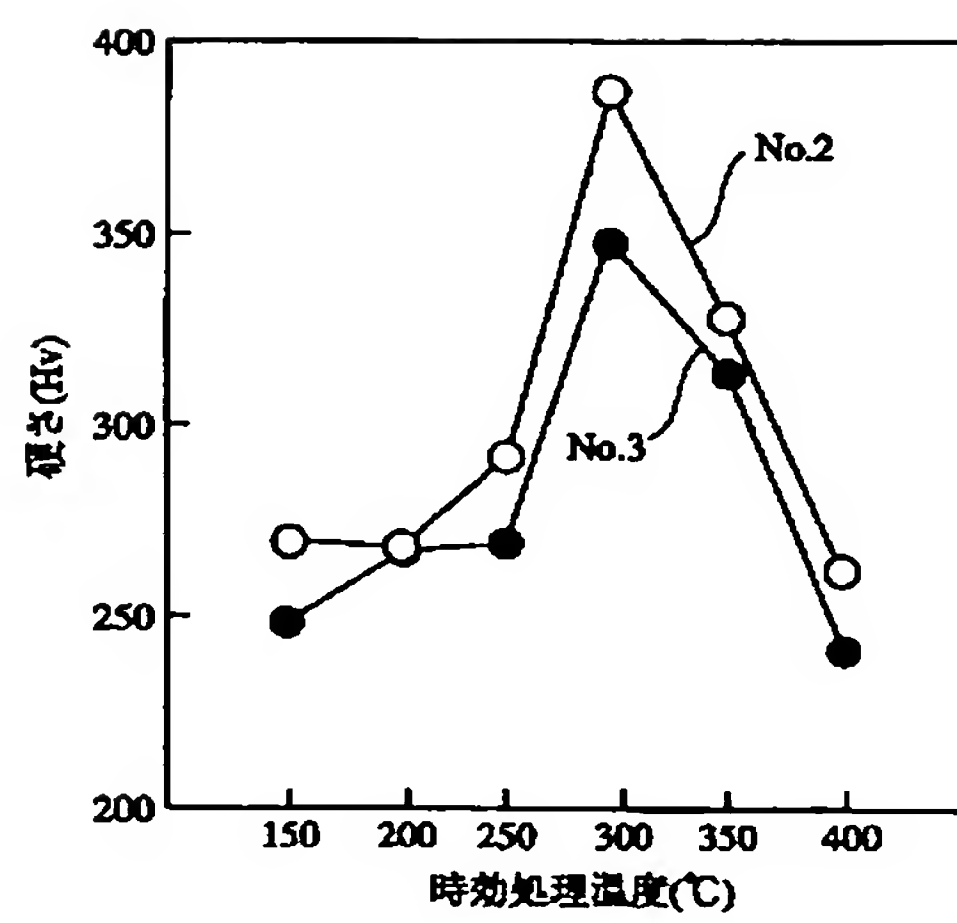
【図3】



【図4】



【図5】



【図6】

